

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-248338

(43)Date of publication of application : 12.09.2000

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C21D 6/00
C22C 38/14
C22C 38/58

(21)Application number : 11-361003

(71)Applicant : KOBE STEEL LTD

(22)Date of filing : 20.12.1999

(72)Inventor : ASAI TATSUYA
TOYODA TETSUO

(30)Priority

Priority number : 10372404 Priority date : 28.12.1998 Priority country : JP

(54) STEEL SHEET FOR INDUCTION HARDENING EXCELLENT IN TOUGHNESS IN HARDENED PART, INDUCTION HARDENING STRENGTHENED MEMBER AND PRODUCTION THEREOF

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a steel sheet for induction hardening excellent in hardenability, in which the hardened part is provided with toughness and which is excellent in impact absorbing characteristics, to produce an induction hardening strengthened member and to provide methods for producing them.

SOLUTION: This steel sheet for induction hardening contains, by mass, 0.05 to 0.20% C, 0.3 to 2.5% Mn, $\leq 0.02\%$ P, $\leq 0.02\%$ S, $\leq 0.06\%$ Al, $\leq 0.015\%$ Ti, $\leq 0.010\%$ N, 0.0005 to 0.0040% B, and the balance Fe with inevitable impurities. In addition to the fundamental components, as elements for moreover improving the characteristics of the steel sheet, one or more kinds among Si, Cr, Mo, V, W, Cu and Ni can be incorporated respectively by $\leq 1.0\%$. The steel sheet for induction hardening is formed to a prescribed shape, and, after that, the part to be imparted with improved strength is subjected to induction hardening, by which an induction hardening strengthened member can be obtd. The old austenite grain size in the hardened part is preferably controlled to $\leq 20 \mu\text{m}$.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-248338

(P2000-248338A)

(43)公開日 平成12年9月12日(2000.9.12)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テームコード*(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Z
C 2 1 D 6/00		C 2 1 D 6/00	V
C 2 2 C 38/14		C 2 2 C 38/14	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数7 O L (全 11 頁)

(21)出願番号	特願平11-361003	(71)出願人	000001199 株式会社神戸製鋼所 兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号
(22)出願日	平成11年12月20日(1999. 12. 20)	(72)発明者	浅井 達也 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神 戸製鋼所加古川製鉄所内
(31)優先権主張番号	特願平10-372404	(72)発明者	十代田 哲夫 兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神 戸製鋼所加古川製鉄所内
(32)優先日	平成10年12月28日(1998. 12. 28)	(74)代理人	100101395 弁理士 本田 ▲龍▼雄
(33)優先権主張国	日本 (J P)		

(54)【発明の名称】 焼入部の靱性に優れた高周波焼入用鋼板、高周波焼入強化部材およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 焼入性に優れ、しかも焼入部が靱性を備えた、衝撃吸収特性に優れた高周波焼入用鋼板、高周波焼入強化部材およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 本発明の高周波焼入用鋼板は、mass%で、C:0.05~0.20%、Mn:0.3~2.5%、P:0.02%以下、S:0.02%以下、Al:0.06%以下、Ti:0.015%以下、N:0.010%以下、B:0.0005~0.0040%を含み、残部Feおよび不可避免的不純物よりなる。前記基本的成分のほか、さらに鋼板の特性を向上させる元素として、Si、Cr、Mo、V、W、Cu、Niのいずれか1種以上をそれぞれ1.0%以下含有することができる。前記高周波焼入用鋼板を所定形状に成形した後、強度を向上させる部位に高周波焼入を施すことで、高周波焼入強化部材が得られる。焼入部の旧オーステナイト粒径は20μm以下にするのがよい。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 mass%で、C：0.05～0.20%、Mn：0.3～2.5%、P：0.02%以下、S：0.02%以下、Al：0.06%以下、Ti：0.015%以下、N：0.010%以下、B：0.0005～0.0040%を含み、残部Feおよび不可避的不純物よりなる焼入部の靱性に優れた高周波焼入用鋼板。

【請求項2】 請求項1に記載した成分のほか、さらにSi、Cr、Mo、V、W、Cu、Niのいずれか1種以上をそれぞれ1.0%以下含有する請求項1に記載した焼入部の靱性に優れた高周波焼入用鋼板。

【請求項3】 請求項1または2に記載した高周波焼入用鋼板により形成され、強度を向上させる部位に高周波焼入が施された高周波焼入強化部材。

【請求項4】 請求項1または2に記載された高周波焼入用鋼板を素板とする溶融亜鉛めっき鋼板により形成され、強度を向上させる部位に高周波焼入が施され、焼入部にめっき層が残存してなる高周波焼入強化部材。

【請求項5】 焼入部において観察される、焼入前の旧オーステナイト粒径が20 μ m以下である請求項3または4に記載した高周波焼入強化部材。

【請求項6】 請求項1または2に記載した高周波焼入用鋼板を所定の形状に形成し、強度を向上させる部位にAr3点以上、1000℃以下の焼入温度で高周波焼入を施す高周波焼入強化部材の製造方法。

【請求項7】 請求項1または2に記載された高周波焼入用鋼板を素板とする溶融亜鉛めっき鋼板を所定の形状に形成し、強度を向上させる部位にAr3点以上、1000℃以下の焼入温度で、かつ焼入の際の加熱開始から焼入温度に到達し、その後350℃に冷却されるまでのヒートサイクルタイムを60sec以下とする高周波焼入を施す高周波焼入強化部材の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明が属する技術分野】本発明は、自動車用部材等の加工用素材鋼板に関し、特に必要な形状に加工後、所要の部位を高周波焼入することで部材の高強度化を図ることができる鋼板、高周波焼入強化部材およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】薄鋼板を加工した自動車用成形部材には、自動車衝突時にその部材が完全に破壊することなく、変形することで、衝突時の衝撃エネルギーを吸収する特性が要求される場合がある。このような特性が要求される部材には、衝撃エネルギー吸収用の補強材が付設され、要求特性を満足するように設計される。例えば、自動車側面の重要な部材であるセンターピラーは、衝突時に3点曲げによる衝撃的な変形が生じるため、曲げ変形が予想される部分に補強材が使用されている。

【0003】一方、自動車の軽量化のためには、補強材

を省略することが望ましい。このためには、素材鋼板として高強度鋼板を用いることが考えられる。しかし、高強度鋼板は成形性に劣るという問題がある。そこで、近年、補強材あるいは高強度鋼板を使用する代わりに、比較的強度の低い鋼板を用いて所定の形状に成形し、強度を必要とする部位に対し、成形後に高周波焼入を施して焼入強化する技術が適用されつつある。

【0004】かかる技術を適用する場合、素材鋼板の焼入性を向上させる必要がある。鋼の焼入性を向上させる手段としてB添加がよく用いられる。その際、焼入性に関与するのは鋼中のフリーBであるが、Bは鋼中のNと非常に結合しやすい元素であるため、BがNと結合して窒化ホウ素(BN)を生成するとBの焼き入れ効果が消失する。このため、BよりNと結合しやすいTiをN当量以上に添加し、鋼中のNをTiNとして固定し、NとBとの結合を防止し、フリーBを確保することが行われている。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】自動車用部材であるセンターピラーやバンパーリンフォース等は衝突時の衝撃吸収特性が重要であり、これらの部材に対して焼入強化を適用して強化を図る場合、焼入部は単に強化のために高硬度化すればよいというものではなく、衝突変形時に割れが発生せず、衝撃吸収エネルギーが大きいことが重要である。

【0006】ところが、TiによりNを固定し、Bを添加した場合、焼入部に割れが発生しやすく、衝撃吸収特性が必ずしも向上しないことが判明した。その原因を調査したところ、破面に粗大なTiNが存在しており、このTiNが割れの発生を招いているものと推定された。TiNは鋼の溶製時に生成するために、粗大化して素材中に分散する。さらに、焼入時の加熱では分解せず、焼入後もそのまま存在する。従って、焼入部の割れを抑制し、衝撃吸収特性を向上させるにはTi量を極力低減することが有効である。しかし、そうするとTi量の低減に従ってBの焼入性向上効果も期待できないようになる。

【0007】本発明はかかる問題に鑑みなされたもので、焼入性に優れ、しかも焼入部が靱性を備えた、衝撃吸収特性に優れた高周波焼入用鋼板、高周波焼入強化部材およびその製造方法を提供するものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】請求項1に記載した本発明の高周波焼入用鋼板は、mass%で、C：0.05～0.20%、Mn：0.3～2.5%、P：0.02%以下、S：0.02%以下、Al：0.06%以下、Ti：0.015%以下、N：0.010%以下、B：0.0005～0.0040%を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなるものである。この鋼板によると、Ti、N、Bを所定量に規制したので、Bによる焼

入性向上作用、焼入前オーステナイト粒の成長抑制作用、結晶粒界の強化作用が相まって、高周波加熱のような短時間の加熱で、しかも焼入温度が比較的低くても、焼入効果を十分に発揮させることができ、また焼入部の靱性向上により、衝撃吸収特性を向上させることができる。

【0009】本発明の鋼板は、以上の基本的成分のほか、請求項2に記載したように、必要に応じてSi、Cr、Mo、V、W、Cu、Niのいずれか1種以上をそれぞれ1.0%以下含有することができ、これらの元素の含有により衝撃吸収特性をより向上させることができると考えられる。

【0010】また、請求項3に記載した本発明の高周波焼入強化部材は、前記高周波焼入用鋼板により形成され、強度を向上させる部位に高周波焼入が施されたものであり、衝撃吸収特性に優れる。

【0011】また、請求項4に記載した本発明の高周波焼入強化部材は、前記高周波焼入用鋼板を素板とする溶融亜鉛めっき鋼板により形成され、強度を向上させる部位に高周波焼入が施され、焼入部にめっき層が残存してなるものであり、衝撃吸収特性に優れ、しかも塗装性、耐食性にも優れる。前記溶融亜鉛めっき鋼板には、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が含まれる。

【0012】これらの高周波焼入強化部材において、請求項5に記載したように、焼入部において観察される、焼入前の旧オーステナイト粒径が $20\mu\text{m}$ 以下とすることで、静動比（引張試験において変形速度が 2.0mm/sec 程度の低速変形の場合の最大応力を σ_A 、変形速度が 10m/sec 程度の高速変形の場合の最大応力を σ_B としたとき、静動比 $=\sigma_B/\sigma_A$ ）を向上させることができ、優れた衝撃吸収特性が得られる。

【0013】また、請求項6に記載した本発明の高周波焼入強化部材の製造方法は、請求項1または2に記載した高周波焼入用鋼板を所定の形状に形成し、強度を向上させる部位に A_{r3} 点以上、 1000°C 以下の焼入温度で高周波焼入を施すものである。また、請求項7に記載した本発明の高周波焼入強化部材の製造方法は、請求項1または2に記載した高周波焼入用鋼板を所定の形状に形成し、強度を向上させる部位に A_{r3} 点以上、 1000°C 以下の焼入温度で、かつ焼入の際の加熱開始から焼入温度に到達し、その後 350°C に冷却されるまでのヒートサイクルタイムを 60sec 以下とする高周波焼入を施すものである。これらの発明では、請求項1または2に記載した高周波焼入用鋼板、あるいは当該高周波焼入用鋼板を素板とする溶融亜鉛めっき鋼板（合金化溶融亜鉛めっき鋼板を含む。）を用いているので、成形容易であり、また焼入温度が 1000°C 以下の比較的低温での焼き入れが可能となり、焼入部において観察される、焼入前の旧オーステナイト粒径を $20\mu\text{m}$ 以下とすることができ、衝撃吸収特性に優れる。しかも、低温焼入によ

り、焼入後の変形も低減することができる。さらに、溶融亜鉛めっき鋼板の場合には、焼入温度が 1000°C 以下と低いため、焼入の際に亜鉛めっき層が蒸発により消失することを防止することができ、引いては鉄系酸化皮膜の生成による塗装性の劣化を防止することができる。しかも、ヒートサイクルタイム（図11参照）を 60sec 以下とするため、溶融亜鉛めっき層が焼入の際に過度な合金化、すなわちFe原子が溶融亜鉛めっき層に過度に拡散することによる耐食性の劣化を防止することができる。

【0014】

【発明の実施の形態】本発明者は、高周波焼入時の加熱温度でもBNが分解することに着目した。しかし、高周波加熱による焼入では加熱時間が通常の熱処理に比較して短いため、BNが十分に分解して、焼入性の向上に寄与する十分なフリーBが確保できるかが問題となる。そこで様々なTi、N及びB量の鋼を溶製して製造された鋼板の焼入性と衝撃吸収エネルギーを調査した結果、特定量のTi、N、Bの下では、高周波加熱のような短時間の加熱でもBによる焼入効果を十分に発揮させることができ、衝突時などの高速変形時に割れが発生せず、衝撃吸収エネルギーも高い値が得られることを知見し、本発明を完成するに至った。

【0015】すなわち、本発明の高周波焼入用鋼板は、mass%で、C： $0.05\sim0.20\%$ 、Mn： $0.3\sim2.5\%$ 、P： 0.02% 以下、S： 0.02% 以下、Al： 0.06% 以下、Ti： 0.015% 以下、N： 0.010% 以下、B： $0.0005\sim0.0040\%$ を含み、残部Feおよび不可避的不純物よりなるものである。

【0016】ここで、本発明の鋼板の成分限定理由について説明する。

C： $0.05\sim2.0\%$

Cは焼入硬さを決定する重要な元素であるが、 0.05% 未満では必要な硬さ（ビッカース硬さ（荷重 1kgf ）で 300Hv 以上）が得られない。このため、C量の下限を 0.05% 、好ましくは 0.10% とする。一方、 2.0% を超えると焼入部に遅れ破壊が生じ易くなるため、上限を 2.0% 、好ましくは 0.18% とする。

【0017】Mn： $0.3\sim2.5\%$

Mnは焼入性を向上させる元素であり、 0.3% 未満では焼入性向上作用が過小となり、必要な焼入硬さを得ることが困難になる。このため、Mn量の下限を 0.3% 、好ましくは 0.5% 、より好ましくは 1.0% とする。一方、Mnは製造時にミクロ偏析しやすく、この偏析は焼入後も解消されず、靱性の低下及び遅れ破壊を促進するため上限を 2.5% 、好ましくは 2.0% とする。

【0018】P： 0.02% 以下

PもMn同様、ミクロ偏析する元素であり、少ないほど

よく、0.02%を越えると著しい中心偏析（板厚中央部での偏析）を生じ、遅れ破壊を助長するため、上限を0.02%、好ましくは0.015%とする。

【0019】S：0.02%以下

SはMnと結合してMnSを生成し、鋼板の加工性を劣化させ、遅れ破壊の起点ともなるため少ないほどよく、上限を0.02%、好ましくは0.015%とする。

【0020】Al：0.06%以下

Alは脱酸材として添加されるが、0.06%を越えるとアルミナ系の介在物が増加し、ヘゲ、スリパ等の表面欠陥が急増するため、上限を0.06%、好ましくは0.05%とする。

【0021】Ti：0.015%以下

TiはNと優先的に結合し、BがNと結合するのを抑制する作用を有するが、0.015%超では粗大なTiNが生じるようになり、このTiNは高周波加熱によっても分解せず、組織中に存在するため、後述に実施例から明らかとなっており、高速変形時に割れが発生するようになる。このため、0.015%以下、好ましくは0.012%以下、より好ましくは0.010%以下とする。

【0022】N：0.010%以下

NはBと結合して鋼中のフリーのB量を減少させるため少ない方がよいが、過度の減少は製鋼上の困難を伴い、製造コストを上昇させるので、好ましくは下限を0.0010%とするのがよい。一方、0.010%を越えるとBによる焼入性の改善効果が発揮できないようになるため、上限を0.010%、好ましくは0.008%とする。

【0023】B：0.0005～0.0040%

Bは焼入性を改善させ、低温でも十分な焼き入れ組織が得られるようにする重要な元素である。また、焼入温度すなわちオーステナイト化温度に加熱した際に、Bがオーステナイト結晶粒界に析出し、低温焼き入れが可能なことと相まって、粒成長を抑制する作用があり、焼き入れ組織の微細化を図ることができ、これによって、静動比を向上させることができる元素である。さらにまた、前記粒界への析出は、粒界の強度を向上させるため、低温変態組織の靱性を向上させることができる元素でもある。B量が0.0005%未満では焼き入れの際に有効なB量が確保できず、上記作用が過小となるため、下限を0.0005%、好ましくは0.0010%、より好ましくは0.0025%とする。一方、0.0040%を越えるとFe₂B（窒化鉄）が生成するようになり、これが高速変形時の割れの起点となって、衝撃曲げ変形時の吸収エネルギーをかえって低下させる。このため、上限を0.0040%、好ましくは0.0035%とする。

【0024】本発明の鋼板は、以上の基本的成分、残部Feおよび不可避免的不純物よりなるものであるが、前記基本的成分の作用効果を損なわない範囲で他の元素の含

有を妨げるものではなく、さらに鋼板の特性をより向上させる元素を含有させることができる。このような元素として、Si、Cr、Mo、V、W、Cu、Niのいずれか1種以上をそれぞれ1.0%以下含有することができる。

【0025】これらの元素は焼入部のミクロ組織をベイナイト化して延性を向上させ、割れ発生の防止に寄与するとともに必要な焼入強度を確保することができるものであり、Cu、Niはさらに耐遅れ破壊特性の改善にも寄与する。この作用を有効に発揮させるには各々0.05%以上の含有が好ましい。一方、過多に添加するとSi、Cr、Mo、V、Wは化成処理性が劣化し、またCu、Niは熱間割れや、スケールに起因した表面疵が生じるようになるため、上限を各々1.0%、好ましくは0.60%とする。なお、ミクロ組織は必ずしもベイナイト単相である必要はなく、フェライトや炭化物等が含まれていてもよい。また、これらの元素は焼入性改善のための基本元素とすることはできない。その理由は、これらの元素で焼入性を改善すると、化成処理性が劣化したり、鋼板製造時に焼入が生じて、高周波焼入強化前の素材鋼板の加工性の確保が困難になるためである。

【0026】前記高周波焼入用鋼板は、所定の成分の鋼を溶製し、常法にて熱間圧延、あるいはさらに冷間圧延を施すことにより製造される。熱延あるいは冷延後、あるいは冷延後にさらに溶融亜鉛めっきを施した鋼板組織はフェライトおよびパーライト組織となっており、高周波焼入前の引張強さは500MPa程度以下であるため、プレス成形が容易で、所定の部材形状に容易に成形することができる。成形後、強度を向上させたい部位（部材の全領域を含む。）に高周波焼き入れを施すことにより、本発明の高周波焼入強化部材が得られる。なお、焼入後の冷却方法は、板厚に応じて、水冷、ミスト冷却、気水冷却、空冷（強制空冷を含む。）、冷却金型の接触等の適宜の方法を採用することができる。

【0027】本発明で規定するC含有量を有する炭素鋼板では、通常、焼入によってマルテンサイトをj得るためには、焼入前のオーステナイト粒径を大きくし、これによって焼入性を向上させておく必要があるため、焼入温度は1000℃超とされるのであるが、本発明ではBの焼入性向上作用により、焼入温度を比較的低温に設定することができる、1000℃以下、好ましくは950℃以下、より好ましくは900℃以下の比較的低温で行うことができる。焼入温度をこのような温度に設定することで、Bの粒界析出によるオーステナイト粒の成長抑制作用と相まって、焼き入れ後に観察される旧オーステナイト粒径を20μm以下とすることができる。旧オーステナイト粒径を20μm以下、好ましくは15μm以下とすることで、焼入部の静動比を向上させることができ、引いては高周波焼入強化部材の衝撃吸収特性を向上させることができる。

【0028】図1は、静動比と衝撃吸収エネルギーとの関係を説明するための応力歪線図であり、図中のAは引張速度が2mm/sec程度の低速引張の場合の応力歪線であり、Bは引張速度が10m/sec程度の衝突時を想定した高速引張の応力歪線である。静動比は、Aの最大応力 σ_A に対するBの最大応力 σ_B の比 σ_B/σ_A で表される。一方、応力歪線によって囲まれた領域（応力歪線Aについて斜線部で示した領域）は、変形時における衝撃吸収エネルギーを示す。図から明らかなように、静動比が大きいほど、高速変形時における衝撃吸収エネルギーが大きくなる。ハイトンなどの高張力鋼板では、強度が大きくなるほど静動比は1に近づく傾向があり、鋼板強度を上げるだけでは、衝撃吸収特性が有利になるとは必ずしも言えないが、本発明鋼板の場合、後述の実施例から明らかなとおり、高周波焼入により強度が向上するとともに、静動比も向上し、優れた衝撃吸収特性を備えたものとなる。

【0029】本発明の鋼板は、冷間圧延後、溶融亜鉛めっき処理を施し、溶融亜鉛めっき鋼板とすることができる。勿論、溶融亜鉛めっき後に合金化熱処理を施して合金化溶融亜鉛めっき鋼板としてもよい。

【0030】本発明の高周波焼入強化部材は、このような溶融亜鉛めっき鋼板を用いて、所定の形状にプレス成形し、強化すべき部位に高周波焼入を施すことによっても得られる。この場合、焼入温度が高過ぎると、焼入の際に亜鉛が蒸発し、亜鉛めっき層が消失し、さらに鋼板の表面に酸化皮膜が形成されるおそれがある。亜鉛めっき層が消失し、酸化皮膜が形成されると、部材表面を塗装する場合、塗装の下地であるりん酸塩皮膜が付着しにくくなり、引いては塗膜密着性が劣化する。本発明では、Bの作用により、焼入温度を低くすることができ、焼入温度を1000℃以下、好ましくは950℃以下、より好ましくは900℃以下とすることで、亜鉛めっき層の消失を防止することができ、良好な塗装密着性をも確保することができる。さらに、焼入の際の加熱開始から焼入温度に到達し、その後350℃に冷却されるまでのヒートサイクルタイム（図11参照）を60sec以下、好ましくは30sec以下、より好ましくは10sec以下とすることにより、溶融亜鉛めっき層の過度の合金化を抑制することができるため、溶融亜鉛めっき層の耐食性の劣化を防止することができる。以下、実施例によって本発明をさらに具体的に説明するが、本発明はかかる実施例によって限定的に解釈されるものではない。

【0031】

【実施例】〔実施例A〕下記A鋼、B鋼をベースとして、ベース鋼に対して種々の割合のTiを添加した鋼を溶製し、そのスラブを常法により熱間圧延（仕上温度870℃、巻取温度650℃）、冷間圧延（冷延率55%、再結晶焼鈍温度720℃）して板厚1.6mmの冷延鋼板を製作し、図2に示す衝撃3点曲げ試験部材を製作

し、衝撃3点曲げ試験により衝撃吸収エネルギーを測定した。

・A鋼（mass%、残部実質的にFe）

C：0.12%、Mn：1.49%、P：0.013%、S：0.005%、Al：0.043%、N：0.041%、B：0.0029%

・B鋼（mass%、残部実質的にFe）

C、Mn、P、S、AlはA鋼と同じ。

N：0.033%、B：0.0055%

【0032】前記試験部材1は、図2に示すように、断面がハット形の成形部材2の開口部に平板3を付設して、成形部材2のフランジ部を図のように40mmピッチでスポット溶接したものである。図中の寸法単位はmmであり、ハット形成成形部材2の上部の角部（2箇所）に施した斜線部は試験部材を組み立て後に形成した高周波焼入による焼入部を示す。焼入条件は、ヒートサイクルタイムを約5秒とし、900℃に高周波加熱後、水冷したものであり、焼入部の組織は、マルテンサイト組織であった。

【0033】前記衝撃3点曲げ試験は、図3に示すように、前記試験部材1をハット形成成形部材2が下方になるようにして、試験部材1の両端部（荷重間隔500mm）の対称位置に各々100kgの荷重Pを付加して水平に保持した状態で、試験部材1の長さ方向の中心部を曲げ治具に10.6m/secで衝突させ、この時に生じた衝撃吸収エネルギーを測定するものである。前記衝撃吸収エネルギーは、曲げ治具10（上部の半径＝150mm）より200mm離れた位置に設けられたレーザ変位計11によって、試験部材1と曲げ治具10とが接触した瞬間の変位（図中2点鎖線で表示した状態）を0とし、試験部材1が折れ曲がって変形し、レーザ変位計11によって測定される変位が70mmになるまで曲げ治具10に作用した荷重を測定することにより求めた。図4は、前記変位と荷重との関係を模式的に示した図であり、図中斜線で示した部分の面積が吸収エネルギー値を示す。なお、治具10に作用した荷重は、曲げ治具10が取り付けられたロードセル12によって測定した。

【0034】上記衝撃3点曲げ試験の結果を図5に示す。同図より、Ti含有量が0.015%超の高含有域ではA鋼、B鋼を用いた鋼板とも粗大なTiNが生成し、衝撃3点曲げにおける吸収エネルギー値が低く、特にB量が本発明範囲超のB鋼を用いたものでは、焼入部において割れが認められた。一方、Ti含有量が特に0.010%以下の低含有域では本発明成分範囲のA鋼を用いた鋼板では発明範囲外のB鋼を用いた鋼板に比して非常に大きな吸収エネルギー値が得られており、優れた耐衝撃性が得られていることがわかる。

【0035】〔実施例B〕下記表1に示した鋼を溶製し、そのスラブを同表に示す製造条件により冷延鋼板（板厚1.6mm）、合金化溶融亜鉛めっき鋼板（板厚

1. 6mm)、熱延鋼板(板厚2.0mm)を製造し、機械的性質を測定した。その結果を表1に併せて示す。

【0036】

【表1】

試料No	化 学 成 分 (mass %, 残部: 実質的にFe)										製造方法	熱延条件		冷延率%	焼鈍温度℃	合金化温度℃	YS MPa	TS MPa	EI %	備考
	C	Mn	Si	P	S	Al	N	B	Ti	その他		FDI ℃	CT ℃							
1	0.12	1.45	0.03	0.012	0.008	0.034	0.0044	0.0021	0.0050	—	冷延	870	660	55	780	—	295	457	33	P
2	0.15	1.47	0.02	0.011	0.007	0.033	0.0021	0.0022	0.0040	—	冷延	870	660	55	780	690	289	448	36	P
3	0.10	0.98	0.02	0.013	0.006	0.035	0.0022	0.0030	0.0040	—	冷延	870	660	55	780	—	285	487	35	P
4	0.08	1.44	0.01	0.010	0.005	0.045	0.0040	0.0011	0.0030	—	冷延	870	660	55	780	—	283	453	38	P
5	0.13	1.88	0.04	0.013	0.012	0.041	0.0038	0.0037	0.0030	—	冷延	870	660	55	780	690	301	520	28	P
6	0.11	1.52	0.03	0.018	0.008	0.038	0.0010	0.0005	0.0030	—	冷延	870	660	55	780	690	291	448	34	P
7	0.14	0.89	0.02	0.015	0.009	0.042	0.0080	0.0030	0.0050	—	冷延	870	660	55	780	—	275	449	33	P
8	0.16	0.88	0.02	0.018	0.005	0.040	0.0088	0.0022	0.0080	—	冷延	870	660	55	780	—	273	462	33	P
9	0.12	1.43	0.03	0.011	0.008	0.033	0.0078	0.0011	0.0050	—	冷延	870	660	55	780	690	285	455	31	P
10	0.09	2.45	0.03	0.014	0.005	0.047	0.0067	0.0005	0.0040	—	熱延	890	430	—	—	—	305	484	30	P
11	0.11	1.53	0.05	0.012	0.013	0.029	0.0120	0.0027	0.0050	—	冷延	870	660	50	800	—	267	451	35	C
12	0.12	1.51	0.04	0.001	0.011	0.024	0.0110	0.0011	0.0040	—	冷延	870	660	50	800	—	279	482	34	C
13	0.16	1.49	0.02	0.018	0.005	0.044	0.0044	0.0002	0.0040	—	冷延	870	660	50	800	—	285	470	36	C
14	0.13	2.70	0.03	0.012	0.008	0.032	0.0039	0.0025	0.0030	—	冷延	870	660	50	800	—	282	482	31	C
15	0.12	1.55	0.03	0.013	0.011	0.028	0.0033	0.0028	0.0180	—	冷延	870	660	50	800	698	274	481	32	C
16	0.09	2.01	0.02	0.016	0.015	0.031	0.0021	0.0045	0.0060	—	冷延	870	660	50	800	—	290	457	33	C
17	0.06	1.53	1.00	0.011	0.006	0.027	0.0029	0.0023	0.0040	Cr:0.54	熱延	898	350	—	—	—	382	588	28	P
18	0.08	1.51	0.02	0.012	0.009	0.032	0.0025	0.0028	0.0030	Mo:0.38	熱延	898	500	—	—	—	363	455	30	P
19	0.17	1.46	0.03	0.013	0.007	0.049	0.0035	0.0022	0.0050	Si:1.10 Cu:1.00	冷延	878	660	60	800	—	269	476	33	P
20	0.12	1.50	0.02	0.014	0.005	0.033	0.0031	0.0029	0.0050	Cr:0.30 Mo:0.20	冷延	870	660	60	800	—	277	442	35	P

(注) 備考 P: 発明例, C: 比較例

【0037】また、試料鋼板から試験片を採取し、所定の領域を900℃で高周波加熱し、同温度到達後直ちに加熱を停止し、表2に示す冷却条件により冷却することによって焼き入れ、焼入部周辺の硬さ分布を調べて焼入部の平均硬さを求めるとともにミクロ組織を調べた。また、実施例Aと同様、衝撃3点曲げ試験部材を製作し、同部位に表2の焼入条件にて焼入を行った後、前記衝撃3点曲げ試験を行い、衝撃吸収エネルギーを測定し、また試験後の曲げ部の割れ発生状況を観察した。これらの結果を表2に示す。表中のミクロ組織は面積率で50%以上を占める組織を示しており、残部はフェライト及び

／又は残留オーステナイトである。また、試料No. 1～13、16につき、NとBとが焼入性に及ぼす影響を整理したグラフを図6に示す。図中の数字は「試料No. / 焼入部の平均硬さ(Hv)」を示す。また、焼入部周辺の硬さ分布測定結果の一例を図7(試料No. 13)、図8(試料No. 7)に示す。なお、図7、図8における焼入部は、図2の焼入領域(斜線領域)の中央部の点線位置に対応する。

【0038】

【表2】

試料 No.	焼入 条件	焼入部 平均硬さ (Hv)	焼入部主要 ミクロ組織 ※	衝撃3点曲げ 吸収エネルギー (J)	衝撃3点曲げ 曲げ割れ 発生状況	備 考
1	水冷	418	M	2476	なし	発明例
2	水冷	413	M	2458	なし	〃
3	水冷	427	M	2542	なし	〃
4	水冷	397	M	2383	なし	〃
5	水冷	429	M	2554	なし	〃
6	水冷	365	M	2173	なし	〃
7	水冷	369	M	2196	なし	〃
8	水冷	374	M	2226	なし	〃
9	水冷	338	M	2012	なし	〃
10	水冷	335	M	1994	なし	〃
11	水冷	281	M	1287	なし	比較例
12	水冷	287	M	1314	なし	〃
13	水冷	344	M	1575	あり	〃
14	水冷	435	M	1992	なし	〃
15	水冷	427	M	1955	あり	〃
16	水冷	396	M	1813	あり	〃
17	空冷	433	B	2577	なし	発明例
18	空冷	407	B	2423	なし	〃
19	水冷	412	B	2452	なし	〃
20	空冷	425	B	2530	なし	〃

(注) * 面積率50%以上を占めるミクロ組織を表示
M: マルテンサイト、B: ベイナイト

【0039】表2および図6から明らかとなり、Nが0.010%超の試料No. 11及び12では、焼入部の硬さが300Hvを下回っており、十分な焼入硬さが得られず、強化が不十分であることがわかる。また、これらの試料は吸収エネルギーも低い。これは、N量が過多のため、高周波加熱の際のBNの分解が不十分となるためと推測される。

【0040】また、表2および図6より、Bが0.004%超の試料No. 16、Bが0.0005%未満の試料No. 13では、焼入部の硬さは良好であるが、吸収エネルギーが低く、曲げ部に割れが発生した。これは、試料No. 16では、B量が過多であるため粒界にFe₂Bが析出したためであり、一方試料No. 13ではB量が少な過ぎて十分な焼入性が得られなかったためである。因みに、試料No. 13の硬さ分布を見ると、図7から明らかとなり、平均硬さは344Hvと良好であるが、焼入部の硬さにむらがあり、引いては強度にむらが生じて、強度の低い部分に変形が集中するために割れが生じたものと推測される。なお、図8に発明例の試料No. 7

の硬さ分布を示すが、この例では焼入部の平均硬さは369Hvで、しかも焼入部における硬さも均一である。

【0041】また、表2より、基本成分のほかに特性向上元素を添加した試料No. 17～20（発明例）では、ミクロ組織がベイナイト主体となっているため、吸収エネルギーの一層の向上が認められる。

【0042】〔実施例C〕下記表3に示した鋼を溶製し、そのスラブを熱間圧延（仕上温度860℃、巻取温度550℃）、冷間圧延（冷延率60%、再結晶焼鈍温度700℃）にて冷延鋼板（板厚1.6mm）を製造した。この冷延鋼板から採取した供試鋼板を用いて、図9に示すように、鋼板ガイド21から供試鋼板Wを対向配置された高周波コイル22、冷却ノズル23、23の間に送り込み、表4に示す焼入条件にて供試鋼板の全面に高周波焼入を施した。ヒートサイクルタイムは約3秒であり、焼入温度到達後、速やかに冷却した。

【0043】

【表3】

鋼種 記	化 学 成 分 (mass %, 残部: 実質的にFe)											備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	B	Ti	Cr	Mo	
A	0.16	<0.02	1.60	0.010	0.005	0.035	0.003	0.0030	<0.01	<0.02	<0.02	発明鋼
B	0.13	<0.02	1.52	0.008	0.007	0.030	0.035	0.0025	<0.01	<0.02	<0.02	〃
C	0.10	<0.02	1.05	0.012	0.007	0.027	0.033	0.0033	<0.01	0.30	<0.02	〃
D	0.13	<0.02	0.95	0.010	0.006	0.033	0.004	<0.0003	<0.01	<0.02	<0.02	比較鋼
E	0.13	<0.02	2.00	0.011	0.005	0.028	0.028	<0.0003	<0.01	<0.02	<0.02	〃
F	0.16	<0.02	1.50	0.010	0.006	0.031	0.003	0.0028	<0.01	0.50	0.30	発明鋼

【0044】得られた高周波焼入強化鋼板から引張試験片を採取し、低速引張（引張速度 2mm/sec）の下で最大応力（静的 T S）を求めるとともに、高速引張（引張速度 10mm/sec）の下で最大応力（動的 T S）を求め、静動比を求めた。なお、応力は試験片の両面に歪ゲージを付設し、これによって測定された平均荷重から算出した。また、高周波焼入強化鋼板から組織観察片を採

取し、焼入前の旧オーステナイト結晶粒界の痕跡を顕微鏡観察し、その平均結晶粒径を測定した。これらの調査結果を表 4 に併せて示す。また、静動比と旧オーステナイト粒径との関係を整理したグラフを図 10 に示す。なお、表 4 には、焼入前の引張強度も併せて示した。

【0045】

【表 4】

試料 No.	鋼種 No.	焼入前 T S Mpa	焼入温度 °C	冷却条件	静的 T S Mpa	動的 T S Mpa	静動比	旧オーステナイト粒径 μm	備 考
3 1	B	466	800	水冷	1250	1413	1.13	20	発明鋼
3 2	B	"	800	"	1050	1155	1.10	10	"
3 3	F	456	900	空冷	1025	1148	1.12	12	"
3 4	A	460	900	"	1120	1412	1.09	18	"
3 5	A	"	800	"	1013	1124	1.11	12	"
3 6	C	455	900	"	1033	1126	1.09	15	"
3 7	C	"	800	"	981	1079	1.10	11	"
3 8	D	444	1000	水冷	1350	1391	1.03	83	比較鋼
3 9	D	"	800	"	1180	1239	1.04	45	"
4 0	D	"	800	"	965	1033	1.03	26	"
4 1	E	480	800	"	1350	1391	1.03	34	"
4 2	E	"	800	空冷	1250	1313	1.05	28	"

【0046】表 4 および図 10 より、発明鋼を用いた試料 No. 3 1～3 7 は、旧オーステナイト粒径が 20 μm 以下であり、静動比が比較例に比して高い値であり、衝撃吸収特性に優れていることが推察された。

【0047】さらに、表 3 の鋼種 A～C（発明鋼）を用いて、板厚 1.6mm に冷間圧延後、さらに連続溶融亜鉛めっきラインにて両面で 45 g/m² の溶融亜鉛めっきを施し、実施例 A と同様にして衝撃 3 点曲げ試験部材 1 を製作し、同部位に下記表 5 の条件にて高周波焼入を行った。ヒートサイクルタイムは約 3 秒であり、焼入温度到達後、速やかに冷却した。

【0048】高周波焼入後、試験部材の焼入部における亜鉛めっき層の有無を観察した。さらに、下記の要領で塗膜剥離試験を行い、焼入部に形成した塗膜の剥離の有無を調べた。試験部材を脱脂し、水洗乾燥後、40°C で 2 分間リン酸塩処理液に浸漬し、焼入部にリン酸塩皮膜を形成し、水洗乾燥後、膜厚約 20 μm の塗膜を電着塗装により形成した。乾燥後、10×10mm² の試験領域に 1mm ピッチのマスをカッターナイフで入れ、40°C で 240hrs 純水中に浸漬し、乾燥後、試験領域に接着テープを張り付け、引き剥がして、1mm 角のマス目において塗膜が 50% 以上剥離したものが 1箇所でもあれば剥離あり（×）と判定した。

【0049】

【表 5】

試料 No.	鋼種 No.	焼入温度 °C	冷却条件	焼入部硬さ	めっき層 残存：○ 消失：×	塗膜剥離 なし：○ あり：×
5 1	B	800	"	352	○	○
5 2	"	900	"	383	○	○
5 3	"	1000	"	413	○	○
5 4	A	800	空冷	310	○	○
5 5	"	900	"	337	○	○
5 6	"	1100	"	343	×	×
5 7	C	800	"	302	○	○
5 8	"	900	"	321	○	○
5 9	"	1100	"	373	×	×

【0050】表 5 より、発明鋼を用い、焼入温度を 1000°C 以下として高周波焼入を行ったもの（試料 No. 5 1～5 5, 5 7, 5 8）では、溶融亜鉛めっき層が残存し、塗膜の密着性にも優れることが確かめられた。

【0051】〔実施例 D〕下記組成の鋼を溶製し、その連铸スラブを板厚 4.0mm まで熱間圧延（仕上温度 870°C、巻取温度 660°C）し、板厚 2.0mm まで冷間圧延（冷延率 50%）し、連続焼鈍溶融亜鉛めっきラインにて 720°C で再結晶焼鈍温度を行った後、460°C にて溶融亜鉛めっき（めっき量：両面で 45 g/m²）を施し、引き続いて 690°C×7sec にて合金化処理を施した。得られた合金化溶融亜鉛めっき鋼板から供試鋼板（mm で 2.0t×40w×300L）を採取し、これに図 9 の高周波焼入装置を用いて焼き入れした。

・鋼板成分（mass%、残部実質的に Fe）

C：0.13%、Mn：1.98%、P：0.013%、S：0.012%、Al：0.041%、Ti<

0.01%, N:0.004%, B:0.0037%
 【0052】ヒートサイクルタイムが3sec 程度になるように、鋼板の送り速度を調整し、種々の焼入温度にて焼き入れ後、水冷した供試鋼板について、めっき層の有無、およびめっき層中のFe含有量を調べた。焼入温度とFe含有量との関係を整理したグラフを図12に示す。図12より、焼入温度が1000℃以下ではめっき層が残存することが確認された。また、めっき層中のFe量も25%程度以下であることが確認された。
 【0053】次に、焼入温度を700℃、800℃、900℃、1000℃とし、加熱後の冷却速度を調整して種々のヒートサイクルタイムの下で高周波焼入を行った。得られた鋼板のめっき層におけるFe含有量を調べ、ヒートサイクルタイムとFe含有量との関係を整理したグラフを図13に示す。図13より、ヒートサイクルタイムが60sec 以下では、めっき層中のFeが35%程度以下に止まっていることが確認された。
 【0054】さらに、種々のヒートサイクルタイムで高周波焼入を行った前記供試鋼板から腐食試験片(mmで2.0t×70w×150L)を採取し、腐食試験を行った。腐食試験は、JASO自動車材料腐食方法に従い、下記の工程を1サイクルとして、170サイクル後の最大穴あき深さを測定することによって実施された。その結果を図14に示す。

・1サイクル工程

- ①塩水(35℃、濃度5%)噴霧:8hr
 - ②乾燥(60℃、相対湿度30%):4hr
 - ③湿潤(50℃、相対湿度90%)暴露:2hr
- 図14より、めっき層中のFe量を35%以下であれば、最大穴あき深さが500μm 程度以下であり、25%以下であれば200μm 程度に止まっており、実用上問題のない耐食性を備えていることが確認された。

【発明の効果】本発明によれば、Ti、N、Bを特定の範囲に規制したので、高周波加熱の際にBNの分解によ

って生じたフリーBにより焼入性が向上し、また焼入の際にオーステナイト粒の成長を防止するとともに粒界を強化するので、焼入部の機械的性質が均一になり、強度のみならず靱性に優れ、静動比が向上し、優れた耐衝撃性が得られる。

【図面の簡単な説明】

【図1】低速変形時Aと高速変形時Bにおける応力歪線図を示す。

【図2】衝撃3点曲げ試験に使用した試験部材の斜視図である。

【図3】衝撃3点曲げ試験要領説明図である。

【図4】衝撃3点曲げ試験結果を模式的に示す変位-荷重線図である。

【図5】実施例AにかかるTi量と衝撃3点曲げ吸収エネルギーとの関係を示すグラフである。

【図6】実施例BにかかるN量およびB量が焼入部の硬さへ及ぼす影響を示すグラフである。

【図7】実施例Bの試料No. 13の焼入部付近の硬さ分布を示すグラフである。

【図8】実施例Bの試料No. 7の焼入部付近の硬さ分布を示すグラフである。

【図9】実施例Cにおける鋼板の焼入要領を示す概念図である。

【図10】実施例Cにおける静動比と旧オーステナイト粒径との関係を示す図である。

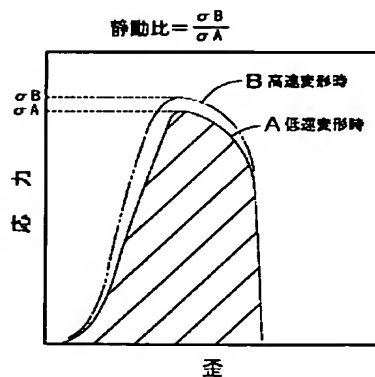
【図11】高周波焼入におけるヒートサイクルタイムの説明図である。

【図12】実施例Dにおける焼入温度とめっき層中のFe含有量との関係を示すグラフである。

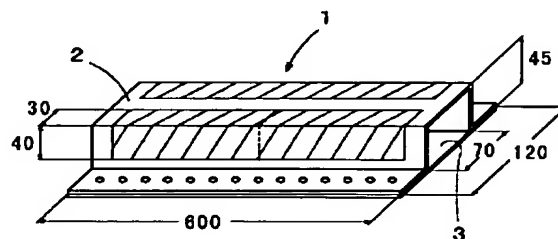
【図13】実施例Dにおけるヒートサイクルタイムとめっき層中のFe含有量との関係を示すグラフである。

【図14】実施例Dにおけるめっき層中のFe含有量と腐食試験における最大穴あき深さとの関係を示すグラフである。

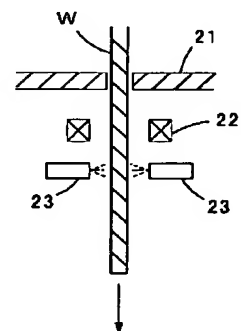
【図1】



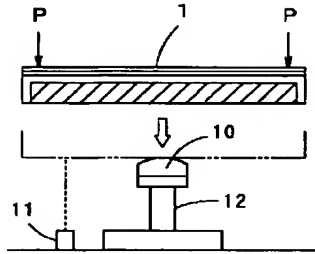
【図2】



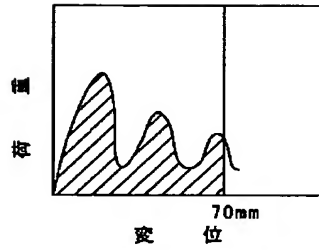
【図9】



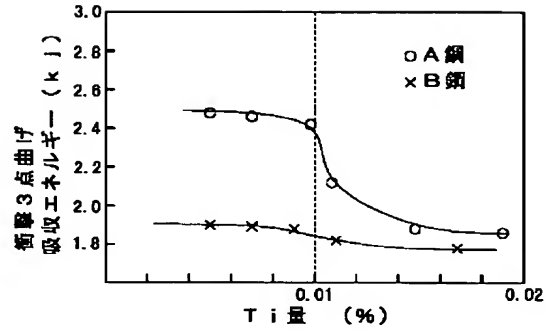
【図3】



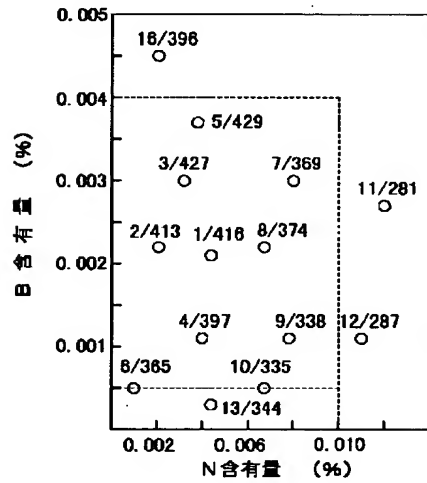
【図4】



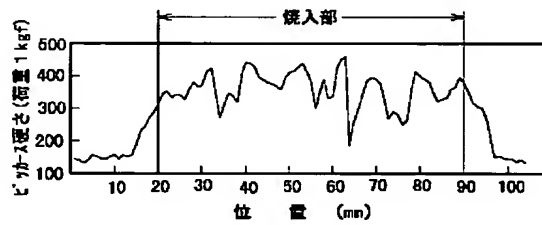
【図5】



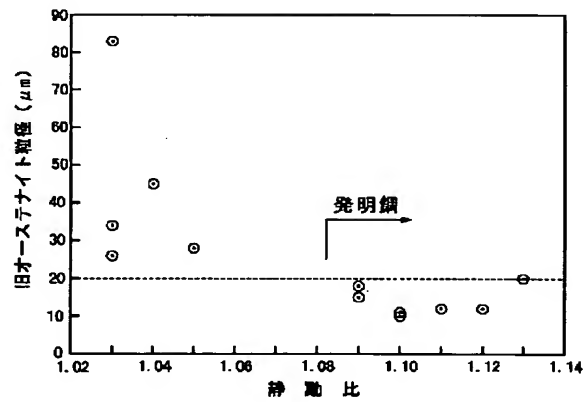
【図6】



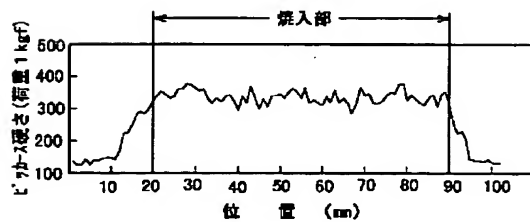
【図7】



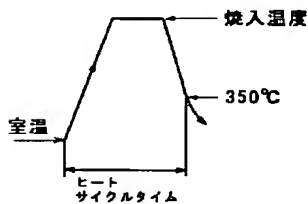
【図10】



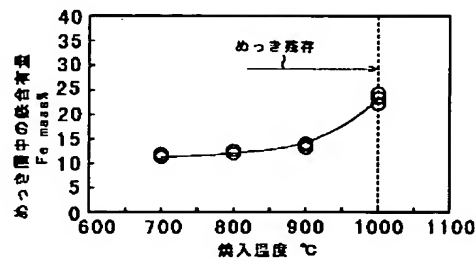
【図8】



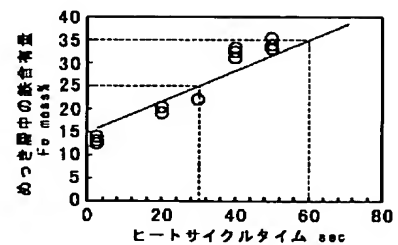
【図11】



【図12】



【図13】



【図14】

